مجله بلورشناسی و کانی شناسی ایران
انجمن بلورشناسی و کانی شناسی ایران
سال بیست و سوم، شمارهٔ سوم، پاییز ۹۴، از صفحهٔ ۴۶۹ تا ۴۷۸

بررسی اثر ناخالصی سریوم بر ویژگی‌های مغناطیسی فیلم‌های نازک (نانومتری) گارنت ایتریوم آهن بر بسترهای کوارتز

احمد حسن‌پور*، محمد غریب شاهی، محمد نیایی فر

گروه فیزیک، دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز، اهواز، ایران

(دریافت مقاله: ۹۳/۳/۱۷ ، نسخه نهایی: ۹۳/۷/۱۵)

چکیده: در این پژوهش، لایه‌های نازک گارنت ایتریم آهن جانشانی شده با سریم، با فرمول عمومی $Ce_xY_{3-x}Fe_5O_{12}$ و با مقادیر (۰/۷و۰/۵و۰/۳و۰/۱و۰=x)، به روش سل- ژل و پوشش چرخشی (spin coating) و عملیات گرمادهی بر بسترهای کوارتز تهیه شد. نمونه‌های تهیه شده، برای بررسی ویژگی‌های فیزیکی، مورد بررسی قرار گرفتند، اثر ناخالصی Ce بر خواص ساختاری، ریخت‌شناسی سطح فیلم و ویژگی‌های مغناطیسی به‌ترتیب با آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD)، میکروسکوپ نیروی اتمی (AFM) و مغناطش سنج ارتعاشی (VSM) مورد بررسی قرار گرفت. تصویر میکروسکوپ نیروی اتمی(AFM) نمونه‌های تهیه شده نشان می‌دهد که لایه‌های نازک دارای سطح پیوسته و هموار هستند.

واژه‌های کلیدی: Ce:YIG؛ *سل- ژل- لایه‌ی نازک.*

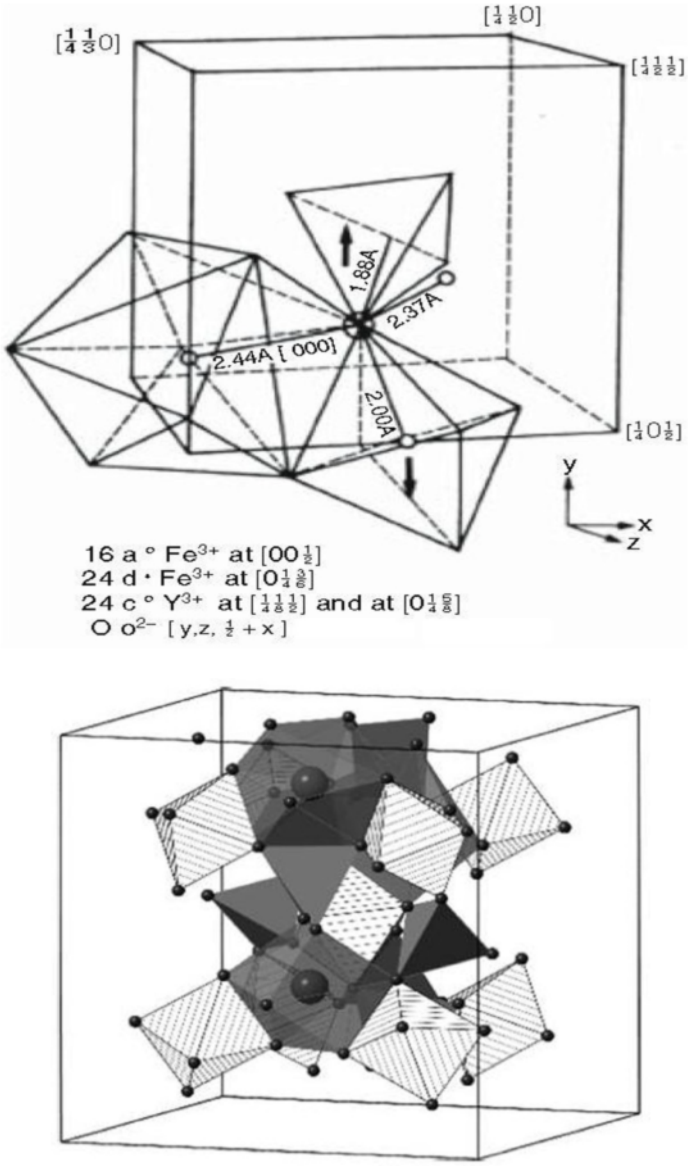
مقدمه

گارنت‌های خاکی نادر با فرمول عمومی $RE_3Fe_5O_{12}$ ($(\{RE^{3+}{}_3\}[Fe^{3+}{}_2](Fe^{3+}{}_3)O_{12})$)، موادی دارای نظم فری مغناطیس هستند،که RE^{3+} می‌تواند هر یون خاکی نادر سه ظرفیتی یا Y^{3+} باشد. ساختار بلوری این مواد با گروه فضایی مکعبی ($Ia3d$-O_h^{10}) توصیف می‌شود[۱-۳]. در این مواد ۸ واحد فرمولی تشکیل یک سلول اولیه را می‌دهند که در آن ۹۶ یون O^{2-} تشکیل یک سلول قراردادی رخ مرکزدار را داده و کاتیون‌های فلزی به‌صورت بین نشین در جایگاه‌های چهار وجهی (d)، هشت وجهی (a)، و دوازده وجهی (c) قرار می‌گیرند (شکل۱)[۳]. ساختار مغناطیسی گارنت‌های آهن – خاکی نادر (REIG) با استفاده از نظریه‌ی فری مغناطیسی نیل به خوبی قابل توجیه است. بر اساس این نظریه، برهمکنش ابرتبادلی شدید بین دو زیر شبکه‌ی آهن $Fe^{3+}[a]$-$Fe^{3+}[d]$ به صورت پاد فرومغناطیس است، و بردارهای گشتاور مغناطیسی آن‌ها m_a و m_d پادموازی هستند [۴]. در این گارنت، ایتریوم جایگاه۱۲وجهی {c} را اشغال می‌کند. با جانشانی یک یون خاکی نادر مغناطیسی به‌جای بخشی از Y^{3+} (دیامغناطیس) در (YIG)، سومین زیرشبکه مغناطیسی، در واقع جایگاه {c} معرفی می‌شود، که در آن (m_{RE}) بردار گشتاور مغناطیسی مربوط به این جایگاه است[۵]. در مدل سه جایگاهی نیل، گشتاور مغناطیسی جایگاه c با برایند مغناطش دو جایگاه دیگر در حالت پاد موازی قرار دارد. اگر M_a، M_d و M_{RE} مغناطش هر زیر شبکه باشد، مغناطش کل گارنت با معادله‌ی زیر به‌دست می‌آید:

$$M(REIG) = |M_{RE} - (M_d - M_a)| \qquad (۱)$$

برای یون‌های سنگین خاکی نادر ($La^{3+},\ldots\ldots,Yb^{3+}$)، M_{RE} پادموازی با برآیند گشتاور مغناطیسی آهن $M_{Fe} = M_d - M_a$

* نویسنده مسئول، تلفن: ۰۹۱۳۳۰۲۲۸۳۱، پست الکترونیکی: *hasanpour88@gmail.com*



شکل ۱ (الف): ساختار مکعبی گارنت ایتریم آهن YIG،(ب)ساختار گارنت طرح وار نشان داده شد [۶]، چند وجهی‌های مات جایگاه‌های c (دوازده وجهی) هستند، چند وجهی‌هایی که با خط تیره روی آن‌ها مشخص شده‌اند جایگاه های هشت وجهی a، و چند وجهی‌هایی که با رنگ خاکستری نشان داده شده‌اند جایگاه های چهار وجهی d را نمایش می‌دهد [۳۲].

است. اگر $M_{Fe} \approx M(YIG)$ باشد، و معادله‌ی (۱) در یک برآورد اولیه:

$$M(REIG) = |M_{RE} - M_{Fe}| \approx |M_{RE} - M_{YIG}| \quad (۲)$$

خواهد بود، یون‌های عناصر خاکی نادر به علت شعاع یونی بزرگ، چنانکه گفته شد، نمی‌توانند جایگاه‌های (a) و (d) را اشغال کنند بلکه در جایگاه دوازده وجهی قرار می‌گیرند. بنابراین با جانشانی سریم، یون‌های سه ظرفیتی پارامغناطیس Ce^{3+} جایگزین بخشی از یون‌های نامغناطیسی Y^{3+} در جایگاه {c} می‌شوند [۶]. اولین استفاده‌ی صنعتی گارنت‌ها در حافظه‌های حبابی در بیش از ۲۰ سال پیش بوده است. امروزه، این مواد مغناطواپتیک، عناصری کلیدی برای کاربردهای عملی گوناگون محسوب می‌شوند. این مواد در چرخشگر فارادی، ایزولاتورهای اپتیکی و سنسورهای جریان مغناطیسی کاربرد دارند[۷]. سال های ۲۰۱۰ و ۲۰۱۱، شاهد تولد الگویی در زمینه‌ی اسپینترونیک[1]، و با استفاده از گارنت‌های ایتریوم آهن هستیم [۸-۱۳]. اهمیت این پژوهش، بررسی میدانی از دو ویژگی وابسته به گارنت ایتریوم آهن است که

[1] Spintronic

عبارتند از: (۱) میرایی بسیار کم و (۲) رفتار نارسانایی الکتریکی بسیار بالا هستند. ثابت میرایی ذاتی در YIG، $\alpha_0=3\times10^{-5}$ است، که اندازه‌اش دو مرتبه بزرگی کوچکتر از فلزات فرومغناطیس است[۱۴]. این میرایی کوچک برای بسیاری از کاربردها از جمله‌ی به کارگیری در نوسانگرهای گشتاور اسپینی و موج اسپینی بر اساس طرح‌های منطقی بسیار مناسب است[۱۵]. معمولاً برای تنظیم وکنترل میزان جذب و مغناطش و سایر ویژگی‌های دیگر گارنت ایتریوم آهن، به جای ایتریوم بسیاری از عناصر خاکی نادر جانشین می‌شوند. به این دلیل اثرهای عناصر جانشانی شده روی ویژگی‌های گارنت ایتریم آهن توسط تاکئوچی در ۱۹۷۳، مانبائو۱۹۹۰، کیم ۱۹۹۱، حسن‌پور و همکارانش در سال ۲۰۰۴، ۲۰۰۷ و ۲۰۱۱، و یانگ و همکارانش در سال ۲۰۰۷ مورد بررسی قرار گرفت [۱۶-۲۲]. گامبینو و سوزوکی در سال۲۰۰۰، و اوزتورک و همکارانش در سال ۲۰۰۷ به این نتیجه رسیدند که زمانی که گارنت‌های مغناطیسی روی بسترهای بی‌شکل همانند شیشه یا بر بسترهای دیگری از قبیل گادولینیوم گالیوم گارنت و سیلیس لایه نشانی می‌شوند نیاز به تبلور دوباره و گرمادهی در دماهای بالاتر از ۶۰۰ درجه‌ی سلسیوس دارند، همچنین ویژگی‌های مغناطیسی، اثر بستر، دما، ساختار شبکه و اثر مولی سریم و ایتریوم را مورد بررسی قرار دادند و به این نتیجه رسیدند که جانشانی سریم باعث بهتر شدن بلورینگی می‌شود [۶ و ۲۳ و ۲۴]. لایه‌های نازک گارنت ایتریوم- آهن جانشین شده با سریم دارای اثر مغناطونوری بالا و اتلاف کم‌اند که نامزد خوبی برای کاربردهایی در ابزارهای موجبری ناوارون، قطعات اپتیکی، حافظه‌های مغناطونوری با کارایی بالا به حساب می‌آیند [۲۵]. لایه‌های نازک این گارنت، بیشتر بر بسترهای تک بلوری همانند گادولینیوم گالیوم گارنت و یا تک بلورهایی همانند آن و به‌صورت تک بلور رشد داده می‌شوند و چون تولید این گونه بسترهای رشد بسیارگران است از نظر اقتصادی مقرون به صرفه نیست، رشد بر بسترهایی نسبتا ارزان و دسترس‌پذیر همانند کوارتز و میکا بر ویژگی‌های این ماده کمتر مورد توجه قرار گرفته است. لایه‌های نازک گارنت ایتریوم آهن جانشین شده با سریوم با روش‌های متفاوتی از جمله لایه‌نشانی غرق آبی، فناوری پاششی و روش لیزرپالسی، لایه‌نشانی شده‌اند [۲۶-۲۸]. در این پژوهش از روش لایه نشانی چرخشی برای لایه نشانی، و از روش سل-ژل برای تهیه‌ی محلول مورد نظر برای لایه نشانی بر بسترهای گوناگون استفاده شده است. روش سل — ژل به‌کار رفته، یک روش هم‌نهشتی جدید است که مزایایی از جمله هزینه پایین، فرایند ساده و توانایی تولید اندازه‌ی لایه‌هایی با ابعاد نانومتر را در بر دارد [۲۹]. در این پژوهش هدف ما تهیه‌ی نسبتاً ارزان لایه‌های بس بلور Ce:YIG بر بستر کوارتز و بررسی ویژگی‌های فیزیکی آن است.

شرح آزمایش

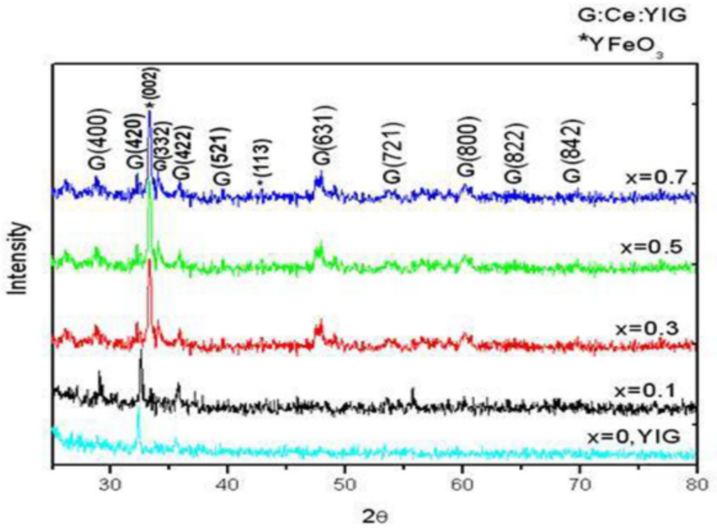
مواد به کار رفته در تهیه‌ی لایه‌های نازک، شامل نیترات‌های آهن $Fe(NO_3)_3.9H_2O$، ایتریوم $Y(NO_3)_3.6H_2O$ و سریوم $Ce(NO_3)_3.6H_2O$ که همه‌ی آن‌ها از شرکت مرک آلمان با خلوص ۹۹٫۹۹ ٪ تهیه و از صفحات کوارتز به‌عنوان بستر لایه نشانی استفاده شد. با در نظر گرفتن $C/N=1$ (نسبت سیترات به یون نیترات) مواد اولیه و اسید سیتریک با نسبت شیمیایی مناسب در آب مقطر حل شد و به‌منظور تنظیم pH = ۲ ، محلول آمونیاک قطره قطره به محلول اضافه گردید. سل آماده شده با یک همزن مغناطیسی در دمای ۸۰°C به ژل تبدیل شد. ژل مورد نظر روی بسترها با سرعت ۳۰۰۰rpm و غلظت‌های متفاوت به‌صورت فرآیند لایه نشانی چرخشی در دمای اتاق لایه‌نشانی شدند. سپس لایه‌های نازک به‌دست آمده در کوره در دماهای ۷۰۰ تا ۹۰۰ °C به مدت ۳ ساعت گرمادهی قرار شدند. ساختار بلوری و تشکیل فاز لایه‌های نازک به‌دست آمده با استفاده از پراش پرتو ایکس بررسی شد. ریخت‌شناسی لایه‌های نازک نیز با میکروسکوپ نیروی اتمی (AFM) مورد بررسی قرار گرفت. چرخه‌ی پسماند مغناطیسی نمونه‌های مورد نظر با یک مغناطش‌سنج ارتعاشی (VSM) مورد بررسی قرار گرفتند.

بررسی نتایج

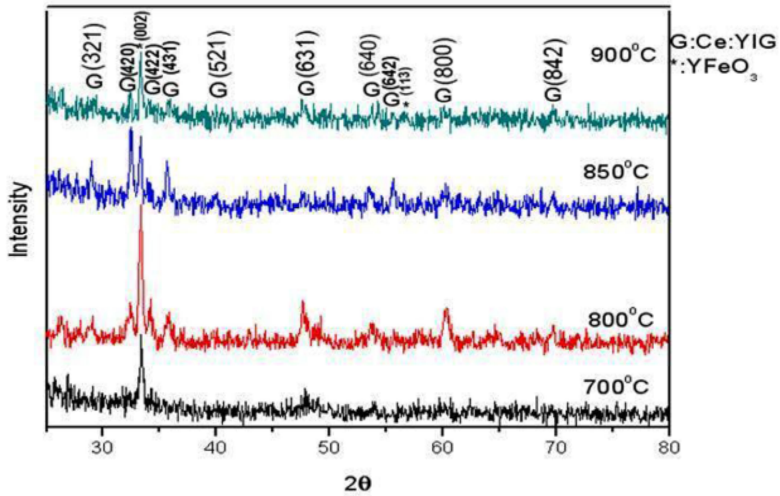
شکل (۲) الگوی پراش پرتو ایکس وابسته به لایه‌های نازک $Y_{3-x}Ce_xFe_5O_{12}$ (x = ۰و۰٫۱و۰٫۳و۰٫۵و۰٫۷) تهیه شده در دمای ۸۰۰ °C ، و شکل (۳) الگوی پراش پرتو ایکس لایه‌های نازک $Ce_{0.3}Y_{2.7}Fe_5O_{12}$ در گستره‌ی دمایی ۷۰۰ تا ۹۰۰ درجه‌ی سلسیوس به مدت ۳ ساعت را نشان می‌دهند. با توجه به شکل (۳)، می‌توان گفت که تقریباً مناسب‌ترین دمای تشکیل فاز گارنت برای همه‌ی نمونه‌ها ۸۰۰ °C است که به مراتب از دمای تشکیل برای این دسته از لایه‌ها که با روش‌های دیگر همانند روش PLD تشکیل می‌شود به‌صورت چشم‌گیری پایین‌تر است [۱۶و۲۴]. این کاهش دما ناشی از همگنی و ماندگاری ژل مورد نظر در۲ = pH و نیز بستر کوارتز است [۳۰]. با توجه به

بررسی‌های پراش پرتو ایکس، ناخالصی ارتوفرایت[2] ایتریوم ($YFeO_3$) در تمامی نمونه‌ها وجود دارد. از آنجا که در تهیه‌ی لایه‌های نازک گارنت با این روش، همواره مقداری آهن همراه مواد آلی در فرآیند گرمادهی از محلول خارج می شود، بنابراین نسبت سنجی شیمیایی ژل به هم خورده و در نتیجه فاز میانی ارتوفرایت $YFeO_3$ تشکیل می‌شود[۶]. با توجه به شکل (۲)، مشاهده می‌شود که در این دما Ce با غلظت ۰/۱ کاملاً وارد ساختار شده و همه‌ی قله‌های پراش وابسته به ساختار گارنت را می‌توان مشاهده کرد، ولی برای مقادیر بیشتر یعنی ۰/۳ تا ۰/۷ شدت قله‌های اصلی گارنت کاهش یافته و قله‌های وابسته به ناخالصی $YFeO_3$ افزایش می‌یابد. این فرایند می تواند ناشی از ضریب نفوذ کم سریون در گارنت باشد که مقدار آن مساوی و یا کمتر از ۰/۳ است [۳۱]. با توجه به شکل (۳)، با افزایش دما تا ۸۵۰°C، از شدت قله‌های ناخالصی کاسته و به شدت قله‌ی گارنت افزوده می‌شود، ولی بازهم ناخالصی به مقدار چشمگیری وجود دارد، و با افزایش دما تا ۹۰۰°C این فرایند وارون شده و دوباره قله‌ی ناخالصی افزایش می‌یابد، و این نشان دهنده‌ی آن است که در دمای بالاتر دوباره بلورک‌ها تجزیه شده و ناخالصی سریوم ساختار گارنت را ترک می‌کند. با توجه به آنچه گفته شد می‌توان نتیجه گرفت که بهینه دمای تهیه این ترکیب ۸۰۰°C است و در این دما میزان وارد شدن سریوم به ساختار با افزایش غلظت سریوم تا x کمتر از ۰/۳ افزایش و سپس کاهش می‌یابد[۳۲]. اندازه‌ی بلورک‌ها روی سطح فیلم با استفاده از فرمول دبای شرر و با یاری نرم افزارهای X'pert PANalytical و OriginLab محاسبه شد، که نتایج در جدول‌های ۱ و ۲ آورده شده‌اند، بر اساس داده‌های جدول ۱ مشاهده می‌شود که اندازه‌ی بلورک‌ها در گستره‌ی ۳۰ تا ۳۶ نانومتر است. در نتیجه با افزایش غلظت سریوم از صفر تا ۰/۳ اندازه‌ی ذرات کاهش می‌یابد و سپس با افزایش این ماده، اندازه‌ی ذرات افزایش خواهد یافت. بنابر جدول ۲ مشاهده می‌شود که بالا رفتن دما برای نمونه‌ی ۰/۳ تا ۸۵۰°C ، سبب افزایش اندازه‌ی ذرات شده است، نتایج نشان می‌دهد که پس از جذب انرژی گرمایی بیشتر، تبلور کامل‌تر شده و اندازه‌ی بلورک‌ها افزایش می‌یابد. بنابراین انرژی گرمایی عامل اصلی در کنترل اندازه‌ی بلورک‌هاست، ولی در ۹۰۰°C این مقدار کاهش یافته است، که این مورد ناشی از ناپایداری Ce:YIG در این دماست، زیرا در این دما ذرات گارنت با تجزیه‌ی بخشی از گارنت به اکسیدهای اولیه دانه‌ها کوچکتر می‌شوند [۳۵-۳۳]. با توجه به جدول (۳) با افزایش میزان جانشانی سریوم ثابت شبکه از ۱۲/۳۶ تا ۱۲/۴۴ آنگستروم افزایش می‌یابد، زیرا شعاع یونی Ce^{3+} (۰/۱۸۸nm) بزرگتر از Y^{3+} (۰/۱۰۶nm) است[۶ و۳۴]. تصاویر AFM نمونه‌های تهیه شده که در شکل (۴) نمایانده شده، نشانگر یک ساختار همبند و تقریباً یکنواخت است. چنانکه مشاهده می‌شود، بستر نشان داده شده پله ایست و ساختاری تخت دارد. چنانکه از شکل پیداست، ضخامت لایه‌ی مورد نظر در حدود ۲۶۶~۳۶۰ نانومتر و سطح آن‌ها کاملاً هموار و همبند است. این نتایج نشان می‌دهد که لایه‌های نازک تهیه شده به روش سل- ژل دارای ناهمواری کمتری در مقایسه با فیلم‌های تهیه شده به‌روش‌های دیگر همانند PLD هستند[۲۴]. بنابراین می‌توان گفت که در این روش چگالی هسته‌زایی نسبت به‌روش‌های دیگر بیشتر است که این خود سبب می‌شود تا اندازه‌ی ذرات سطح فیلم کوچک‌تر و در نتیجه فیلم همبندتر و یکنواخت‌تر شود[۳۶ و ۳۷]. شکل (۵) چرخه‌ی پسماند مغناطیسی نانو ذرات Ce:YIG در لایه‌های نازک در دمای اتاق را نشان می‌دهد. بر اساس این شکل و نمودار شکل (۶) مشاهده می‌شود که با افزایش غلظت سریوم مغناطش اشباعی نمونه‌ها روند کاهشی دارد، که برای ۰/۷، شیب این کاهش تندتر است. این رفتار مغناطش اشباعی را می‌توان به سه عامل نسبت داد، نخست این که ورود یک یون پارامغناطیس نظیر سریوم در جایگاه ۱۲ وجهی، و بر اساس مدل سه جایگاهی نیل، موجب کاهش مغناطش اشباعی می‌شود، دوم، ورود سریوم که دارای شعاع بزرگتری نسبت به ایتریوم است انبساط شبکه را در پی دارد که خود سبب کاهش مغناطش اشباعی می‌شود، و سوم افزایش میزان حضور فاز ارتوفرایت که خود در این دما یک فرومغناطیس ضعیف است [۳۳ و ۳۸]. علاوه بر سه عامل یاد شده تاثیر اندازه‌ی بلورک‌ها بر مغناطش اشباعی را نیز باید در نظر گرفت؛ با این توضیح که با ورود سریوم اندازه‌ی بلورک‌ها نسبت به نمونه‌ی فاقد سریوم کاهش یافته و با کاهش اندازه‌ی بلورک‌ها مغناطش اشباع کاهش می‌یابد، این می‌تواند ناشی از افزایش نسبت سطح به حجم بزرگ‌تر در ذرات کوچک‌تر باشد که منجر به افزایش لایه‌های سطحی نامغناطیسی و در نتیجه کاهش مغناطش می‌شود [۳۵، ۳۳، ۳۱].

2- Orthoferrite



شکل۲ الگوی پراش پرتو ایکس لایه‌های نازک $Y_{3-x}Ce_xFe_5O_{12}$ پخته شده در دمای ۸۰۰°C و به مدت ۳ ساعت.



شکل ۳ الگوی پراش پرتو ایکس لایه‌های نازک $Ce_{0.3}Y_{2.7}Fe_5O_{12}$ پخت شده در دمای ۷۰۰ تا ۹۰۰°C به مدت ۳ ساعت.

جدول ۱ اندازه‌ی بلورک‌ها بر سطح بستر کوارتز لایه‌های نازک Ce:YIG در دمای ۸۰۰ °C.

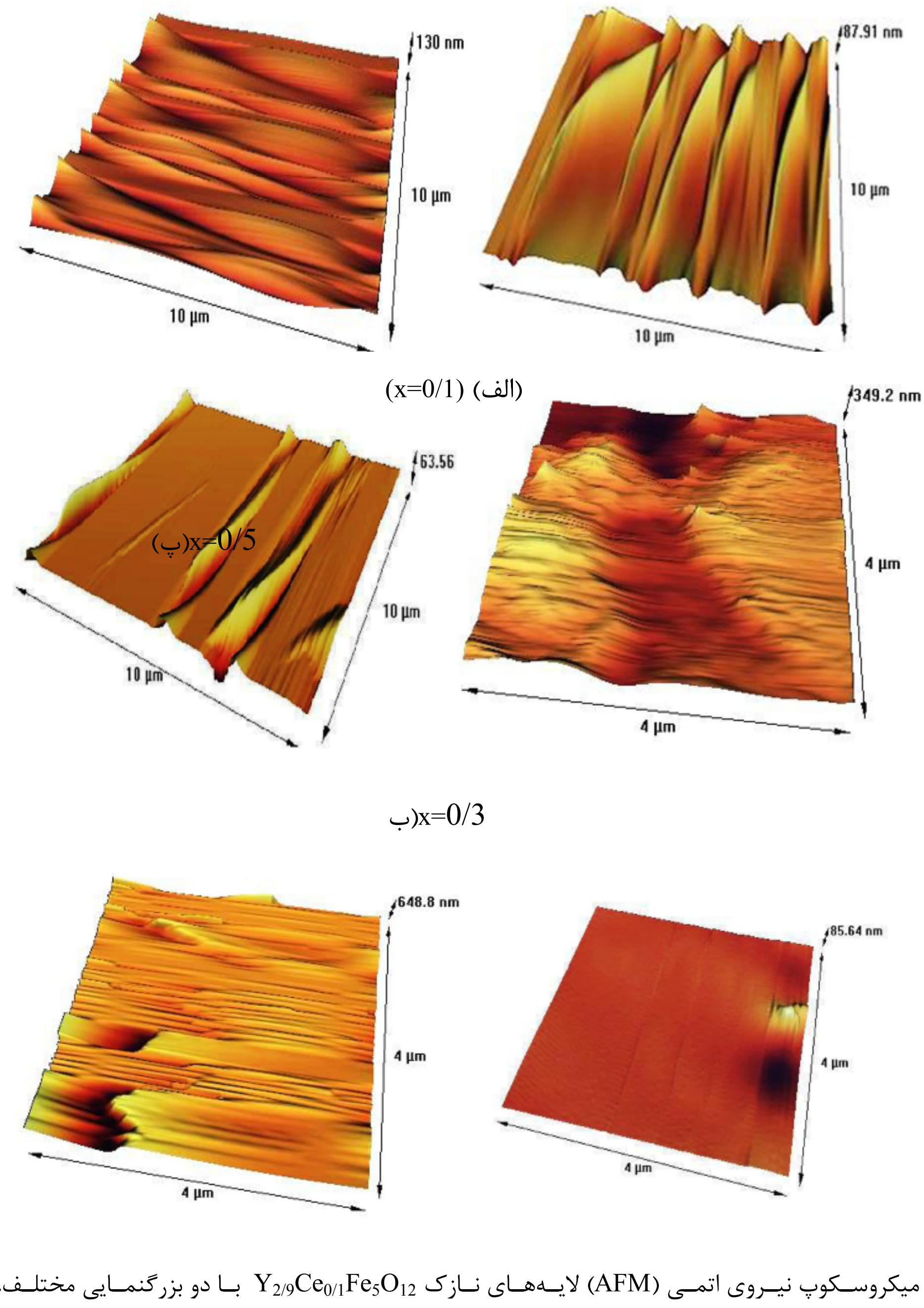
جانشانی	اندازه‌ی بلورک‌ها(nm)
x=۰/۰	۳۶
۰/۱	۳۵
۰/۳	۲۳
۰/۵	۲۶
۰/۷	۳۰

جدول ۲ اندازه‌ی بلورک‌ها بر سطح بستر کوارتز لایه‌های نازک Ce:YIG (x = 0/3) در گستره‌ی دمایی ۷۰۰ تا ۹۰۰ °C.

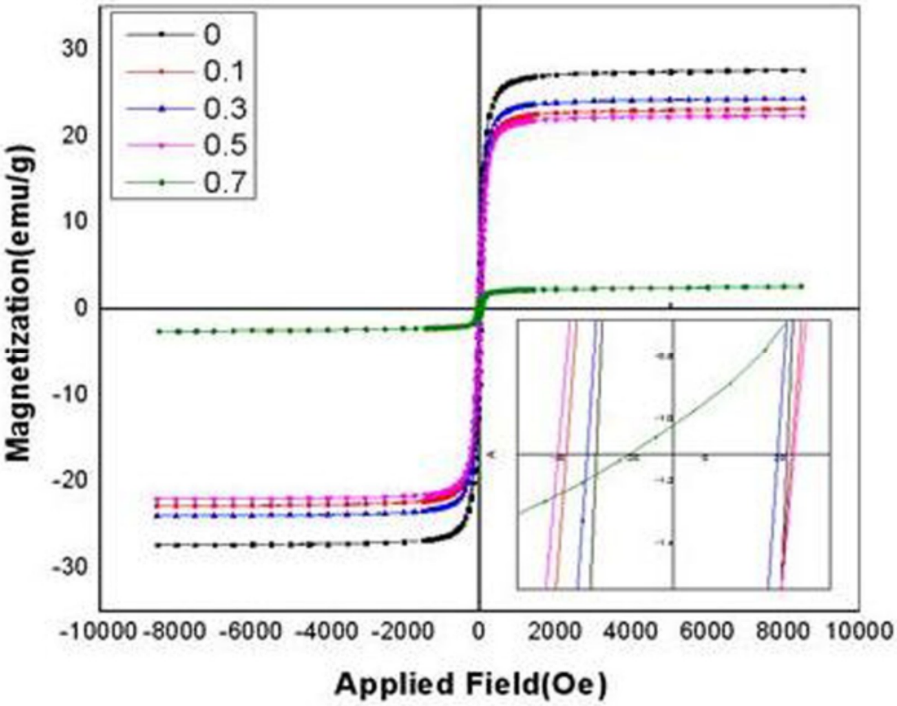
x=۰/۳	
دما°C	اندازه‌ی ذرات(nm)
۷۰۰	۱۷
۸۰۰	۲۳
۸۵۰	۲۴
۹۰۰	۲۱

جدول ۳ تغییرات ثابت شبکه لایه‌های نازک $Y_{3-x}Ce_xFe_5O_{12}$ بر بسترهای کوارتز در دمای800^oC .

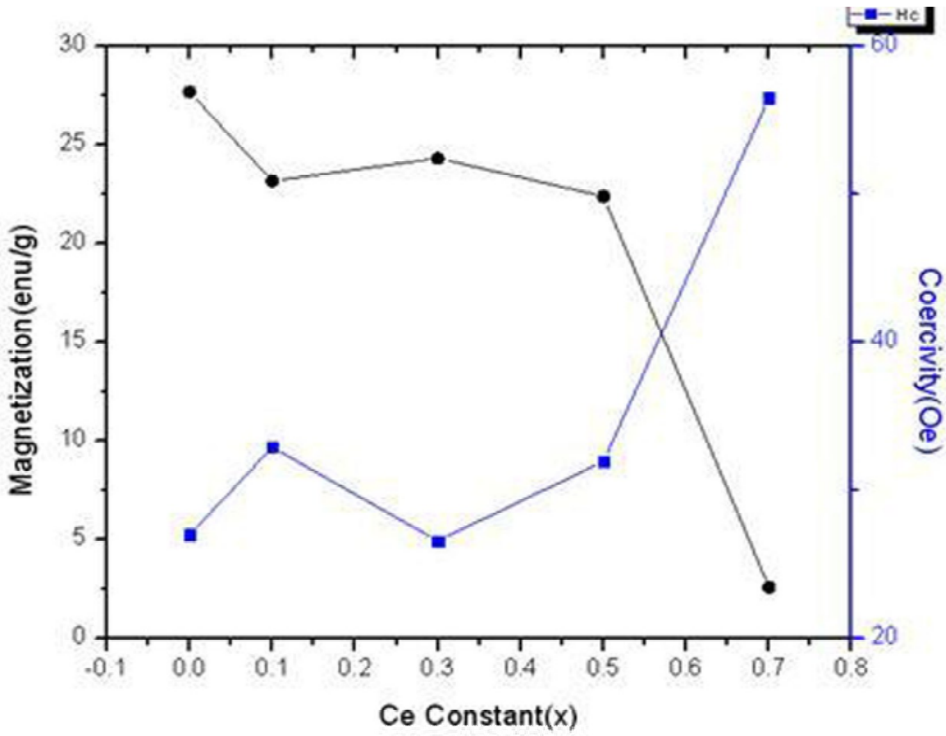
جانشانی *Ce(x)*	ثابت شبکهٔ *YIG* مکعبی($\AA$)(آنگستروم)
x=۰/۰	۱۲/۲۶
۰/۱	۱۲/۲۸
۰/۳	۱۲/۲۹
۰/۵	۱۲/۳۸
۰/۷	۱۲/۴۴



شکل ۴ تصاویر میکروسکوپ نیروی اتمی (AFM) لایه‌های نازک $Y_{2/9}Ce_{0/1}Fe_5O_{12}$ با دو بزرگنمایی مختلف، و لایه‌های نازک ($Y_{2/7}Ce_{0/3}Fe_5O_{12}$) و ($Y_{2/5}Ce_{0/5}Fe_5O_{12}$) در دمای ۸۰۰ ^oC.



شکل ۵ چرخه‌ی پسماند مغناطیسی لایه‌های نازک *Y3-xCexFe5O12*



شکل۶ منحنی مغناطش و وادارندگی لایه‌های نازک *Y3-xCexFe5O12* بر حسب میزان جانشانی *Ce*

برداشت

لایه‌های نازک گارنت ایتریوم آهن جانشین شده با سریوم (x=۰و۰٫۱و۰٫۳و۰٫۵و۰٫۷) به‌روش سل – ژل، روی بسترهای کوارتز به‌روش پوشش‌دهی چرخشی لایه نشانی شدند. کمترین دمای تشکیل فاز گارنت روی این بسترها ۸۰۰ ^{o}C به‌دست آمد. کاهش چشم‌گیر دمای تشکیل فاز نسبت به نمونه‌های به‌دست

آمده از روش PLD نشان می‌دهد که روش به‌کار رفته برای تهیه‌ی لایه‌های نازک انتخاب مناسبی است. تصویر AFM نشان می‌دهد که لایه‌های نازک تهیه شده دارای همبندی و یکنواختی بهتری نسبت به نمونه‌های به‌دست آمده از روش‌های دیگر دارند. بررسی رفتار مغناطیسی نشان می‌دهد که با افزایش میزان جانشانی، سریوم، مغناطش اشباعی کاهش می‌یابد.

مراجع

[1] Bertaut E.F., Forrat F., *”Structure de ferrite ferrimagnetiques des terres rares”,* Comptes Rendus Hebdomadaires des séances de Academie des science 242 (1956), pp 382-383

[2] Bertaut E.F., Forrat F., Herpin A., *”Etude par diffraction de neutrons dugrenat ferrimagnetique $Y_3Fe_5O_{12}$",* Academie des science 243 (1956), pp 898-901

[3] Gilleo M.A., Geller S., *”Magnetic and crystallographic properties of substituted Yttrium-Iron garnet,$3Y_2O_3.x.M_2O_3.(5-x)Fe_2O_3$”,* Bell telephone laboratories, Murray Hill, New Jersy, Acta,Cryst, Physical Review, Vol.10 (1957), pp 73-78.

[4] Neel L., *”Magnetic properties of ferrites; Ferrimagnetism and antiferromagnetism”,* Ann. Phys. Paris 3 (1948), pp137-198

[5] Lahoubi M., *“Temperature Evolution of the Double Umbrella Magnetic Structure in Terbium Iron Garnet”,* Neutron Diffraction, Prof. Irisali Khidirov (Ed.), ISBN: 978-953-51-0307-3, InTech, Available from:http://www.intechopen.com/books/neutron-diffraction/temperature-evolution-of-the-double-umbrella-magneticstructure-in-terbium-iron-garnet (2012), pp 203-230

[6] Ozturk Y., Ebeoglugil M.F., Celik E., Avgin I., *”Cerim-Doped Yttrium iron garnet thin films prepared by sol-gel process synthesis, characterization, and magnetic properties”,* proceeding of the international conference on nanoscale magnetism ICNM, Edited by B.Aktas, F.Mikailov, Istanbul, Turkey (2007), pp 113.

[7] Mingliu J., *“Photonic Devices”*, Cambridge university press (2005), pp 290-356

[8] Kajiwara Y., Harii K., Takahashi S., Ohe J., Uchida K., Mizuguchi M., Umezawa H., Kawai K., Ando K., Taankanashi K., Maekawa S., Saitoh E., *”Transmission of electrical signals by spin-wave interconversion in a magnetic insulator”,* Nature 464, London, (2010), pp 262

[9] Uchida K., Xiao J., Adachi H., Ohe J., Takahashi S., Ieda J., Ota T., Kajiwara Y., Umezawa H., Kawai H., Bauer G.E.W., Maekaw S., Saitoh E., *“Spin seebeck insulator”,* Nature, Mater 9 (2010), pp 894.

[10] Sandweg C., Kagiwara Y., Ando K., Saitoh E., Hillebrands B., *”Enhancement of spin pumping efficiency by spin wave mode selection”,* Appl, Phys, Lett 97 (2010), pp 252504

[11] Xiao J., Bauer G.E.W., Uchida K., Saitoh E., Maekawa S., *“Theory of magnon-driven spin seebeck effect”*,Phys,Rev.B 81 (2010), pp 214418

[12] Padron-Hernandez E., Azevedo A., Rezende S.M., *”Amplification of spin waves by thermal spin-transfer torque”,* Phys.Rev.Lett.107 (2011), pp197-203

[13] Kurebayashi H., Dzyapko O., Demidov V.E., Fang D., Ferguson A.J., Demokritov S.O., *”controlled enhancement of spin-current emission by three-magnon splitting”*, Nature, Mater 10 (2011), pp 660.

[14] Spark M., Ludon R., Kittel C., *“Ferromagnetic relaxation theory of the relaxation of uniform precession and degenerate spectrum in insulator at low temperatures”,* McGraw-Hill, New York (1961), pp 791-803.

[15] Sun Y., Yeal song Y., Chang H., Kabatek M., Jantz M., Schnieder W., Wua M., Schultheiss H., Hoffmann A., *“Growth and ferromagnetic resonance properties of nanometer thick yttrium iron garnet films”*, Applied Physics letters 101 (2012), pp 152405.

[16] Hiroshi Takeuchi, shin ichi ito, Itsuo Mikamiand Satoshi Taniguchi, *”Faraday rotation and optical absorption of a single crystal of bismuth substituted gadolinium iron garnet”,* J.Appl.phys. 44 (1973), pp 4789-4790.

on Si substrates", Apply surface science 253 (2006), pp2108-2112.

[26] BIbrahim N., Edward C., Palmer S.B., *"Pulsed laser ablation deposition of Yttrium iron garnet and Ce-substituted YIG films",* J. Mag. Mag. Mater.220 (2008), pp183-194.

[27] Yoshiki Nakata, Tatsuo Okada, Mitsuo Maeda, Sadao Higuchi, Kiyotaka Ueda, "Effect of oxidation dynamics on the film characteristics of Ce:YIG thin films deposited by pulsed-laser deposition" Optics and Lasers in Engineering 44 (2006), pp147-154

[28] M-B.Park, N-H.Chao "Structural and magnetic characteristics of yttrium iron garnet (YIG,Ce:YIG) films prepared by RF magnetron sputter techniques",J. of Mag. Mater. 231 (2001), pp253-264

[29] C.JeffreyBrinker, George.W.Scherer,"Sol-gel science the physics and chemistry of sol-gel processing", Academic press (1990),p2

[30] Zhongjun chen, HuaYang,"Magnetic properties of Nd-YIG nanoparticles",(Recievd 19 November 2006),Springer (2007),pp1065-1069

[31] Tze-Chern Mao, Jyh-Chen Chen, "Influence of the addition of CeO_2 on the microstructure and magnetic properties of yttrium iron garnet ceramic", Journal of magnetism and magnetic materials 302 (2006), pp74-81

[32] Xiaofeng Guo, Amir H.Tavakoli, Steve Sutton, Ravi Kukkudapu, Liang Qi, Antonio Lanzirotti, Matt Newvill, Mark Ast, and Alexandra Navortsky,"Cerium substitution in yttrium iron garnets, valence state, structure, and energetics", Journal of chemistry of materials (2013), ppA-K

[33] Zhongjun cheng,Yuming Cui,Hua Yang,Yan chen, "Effect of Lanthanum ions on magnetic properties of $Y_3Fe_5O_{12}$ nanoparticles", J Nanopart 11 (2009), pp1185-1192

[34] H.G Beh,R.Iramawati, Y.Noorhana and K.P.Lim," Phase Evolution and crystallite size of La-substituted YIG at different calcination temperature", International Journal of Engineering & Technology IJET-IJENS Vol.9 (2009), pp59-62

[17] Manabu G. hiroshi F., Msanori A., *"Enhancement of Faraday effect in highly Ce-Substituted YIG epitaxial films by RF Sputtering, Japan",* J. Appl.Phys.29 L (1990), pp 99-100.

[18] Hyonju Kim, A. M. Grishin, K. v. Rao, *"Ce-Substituted YIG films grown by pulse laser deposition for magneto-optical waveguide devices",* IEEE Trans. Magn. 35 (1999), pp 3163-3165.

[19] Haitao Xu., Hua Yang., *"Magnetic properties of YIG nanoparticles doped Bi and Ce ions"* Mater. Manufac.proce.23 (2008), pp 1-4

[20] Hasanpour A., Amighian J., Mozaffari M., *"The use of Mechanochemical Processing in Preparation of Ultrafine Bi-Substituted Yttrium Iron Garnet (Bi-YIG)",* Iran Journal of Crystallography and Mineralogy, Vol. 12, No. 1 (2004), pp25-30

[21] Hasanpour H., Mozaffari M., Amighian J., Richert H., Lorenz A., Linder M., Gönert P., Heegn H., *"Preparation and Magneto-Optical properties of BiY2Fe5O12 organic nanocomposite films",* Journal of magnetism and magnetic materials 317 (2007),pp41-45

[22] Tehranchi M.M, Hamidi S.M, Hasanpour A., Mozaffari M., Amighian J., *"The effect of target rotation rate on structural and morphological properties of thin garnet films fabricated by pulsed laser deposition",* Optics & Laser Technology 43 (2011), pp609 - 612

[23] Gambino R. J., Suzuki T., 2000, *"Magneto-opical recording materials, New York",* IEEE press.

[24] S. M. Shahrokhvand, ASH Rozatian, M. Mozaffari, S.M Hamidi, M. M. Tehranchi, *"Preparation and investigation of Ce;YIG thin films with a high magneto-optical figure of merit",* Appl .Phys 45 (2012), pp1-5

[25] Xiongtu zhou, Wenguan cheng, Fangting lin, Xueming MO, Wngzhou shi, *"Effect of post-annealing temperature on the microstructure and magnetic properties of Ce:YIG thin films deposited*

[35] Zhongjun cheng, Hua Yang, Lianxiang Yu, WeiXu,"Saturation magnetic properties of $Y_{3-x}Re_xFe_5O_{12}$ (Re:Gd,Dy,Nd,Sm and La)nanoparticles grown by a sol-gel method", Springer 19 (2008), pp442-447

[36] Sandhana katlakanta and S.R.murthy,"Effect of oxygen pressure on structural and magnetic properties of YIG thin films", AIP conference (2012), pp719-720

[37] Nelcy D.S Mohallem et al, "Magnetic nanocomposite thin films prepared by sol-gel process", Brazilian Journals of Physics, vol.36 (2006), pp1078-1080

[38] Sanjay Mathur, Michael Veith, Rasa Rapalaviciute, Hao Shen, Gerardo F.Goya, Waldir L.Martins Filho, and Thelma S.Berque, "Molecule Derived synthesis of nanocrystalline $YFeO_3$ and investigations on its weak ferromagnetic behavior", Chem.Mater 16 (2004), pp1906-1913.